

Please Click here to view the drawing



Korean FullDoc.



English Fulltext

(19)



KOREAN INTELLECTUAL PROPERTY OFFICE

KOREAN PATENT ABSTRACTS

(11)Publication number: 1020040058489 A

(43)Date of publication of application: 05.07.2004

(21)Application number: 1020020084716

(71)Applicant: POSCO

(22)Date of filing: 27.12.2002

(72)Inventor: HAN, SEONG HO

(51)Int. Cl. C21D 8/02

(54) MANUFACTURING METHOD OF BAKE-HARDENING COLD ROLLED STEEL SHEET FOR HOT DIP COATING HAVING SUPERIOR ANTI-AGING PROPERTY

(57) Abstract:

PURPOSE: A manufacturing method of tensile strength 35 kgf/mm² grade high strength bake-hardening cold rolled steel sheet having 3 kgf/mm² or less of aging index and 3 kgf/mm² or more of bake-hardening amount by adding trace of Nb that is a strong carbonitride forming element and properly controlling grain size after annealing is provided. CONSTITUTION: The method comprises a step of soaking an ultra-low nitrogen ultra-low carbon aluminum killed steel comprising 0.0018 to 0.0025 wt.% of C, 0.02 wt.% or less of Si, 0.2 to 0.7 wt.% of Mn, 0.05 to 0.08 wt.% of P, 0.008 wt.% or less of S, 0.02 to 0.06 wt.% of Al, 0.0020 wt.% or less of N, 0.003 wt.% or less of Ti and 0.007 to 0.0111 wt.% of Nb at a temperature of 1,200 deg.C or more; finish hot rolling the soaked aluminum killed steel in the temperature range of 900 to 950 deg.C; a step of coiling the finish hot rolled steel sheet in the temperature range of 600 to 650 deg.C; a step of cold rolling the coiled steel sheet to a cold reduction ratio of 76 to 80%; a step of continuously annealing the cold rolled steel sheet in the temperature range of 770 to 830 deg.C; and a step of temper rolling the continuously annealed steel sheet to a temper rolling reduction ratio of 1.2 to 2.0%.

copyright KIPO 2004

Legal Status

Date of request for an examination (00000000)

Notification date of refusal decision (00000000)

Final disposal of an application (application)

Date of final disposal of an application (00000000)

Patent registration number ()

Date of registration (00000000)

Number of opposition against the grant of a patent ()

Date of opposition against the grant of a patent (00000000)

Number of trial against decision to refuse ()

Date of requesting trial against decision to refuse ()

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(51) Int. Cl. C21D 8/02	(11) 공개번호 (43) 공개일자	10-2004-0058489 2004년07월05일
(21) 출원번호	10-2002-0084716	
(22) 출원일자	2002년12월27일	
(71) 출원인	주식회사 포스코 대한민국 790-300 경북 포항시 남구 괴동동 1번지	
(72) 발명자	한성호 대한민국 790-785 경상북도포항시남구괴동동1번지(주)포스코내	
(74) 대리인	특허법인씨엔에스	
(77) 심사청구	없음	
(54) 출원명	내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판제조방법	

요약

본 발명은 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법에 관한 것으로,

중량%로, C: 0.0018~0.0025중량%, Si: 0.02중량%이하, Mn: 0.2~0.7중량%이하, P: 0.05~0.08중량%이하, S: 0.008중량%이하, Al: 0.02~0.06중량%, N: 0.0020중량%이하, Ti: 0~0.03중량%이하 및 Nb: 0.007~0.0111중량%를 포함하는 극저질소, 극저탄소 알루미늄 질드강을 1200℃ 이상에서 균질화 열처리한 후, 900~950℃에서 마무리 열간압연하고 600~650℃에서 권취한 다음, 76~80%의 냉간압연율로 냉간압연한 다음, 770~830℃에서 연속소둔하고 1.2~2.0%의 조질압하율로 조질압연하는 것을 포함하여 이루어지는, 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법이 제공된다.

본 발명에 따라 소부경화량이 3kgf/mm² 이상이고 시효지수 3kgf/mm² 이하이면서 인장강도가 우수한 고강도 소부경화형 냉연강판을 제조할 수 있다.

색인어

소부경화, 시효지수, 냉간압연, 조질압연, 소둔

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는 소부경화량은 3kgf/mm² 이상이며 시효지수(AI, Aging Index)값이 3kgf/mm² 이하인 자동차의 외판재등에 사용되는 상온 내시효성이 우수한 소부경화형 냉연강판을 제조하는 방법에 관한 것이다.

최근 자동차의 연비향상 및 차체의 경량화를 목적으로 차체에 고강도강판을 사용함으로써 판 두께 감소와 더불어 내덴트성을 향상시키고자 하는 요구가 한층 커지고 있다. 자동차용 냉연강판에 요구되는 특성으로는 항복강도, 인장강도, 양호한 프레스 성형성, 스폿트(spot) 용접성, 피로 특성 및 내식성 등이 있다.

이중 내식성은 최근 자동차 부품의 수명 연장을 위해 요구되는 특성이다. 이러한 내식성 향상용 강판은 크게 전기도금형과 용융도금형의 두가지로 분류될 수 있다. 전기도금용 강판은 용융도금재에 비해 도금특성이 양호하고 내식성이 우수하나 용융도금재에 비해 강판가격이 매우 비싸 최근에는 사용을 꺼려하여 용융도금용 소재를 이용하여 내식성 향상을 요구하고 있는 추세이다. 최근 각국의 제철소를 중심으로 자동차용 소재는 대부분 용융도금용 소재를 생산하여 자동차사에 공급중에 있으며, 이에 따라 용융도금재에서도 과거 수준보다 훨씬 우수한 내식성을 확보할 수 있는 기술들이 계속 개발됨으로써 사용이 증가추세에 있다.

일반적으로 강판은 강도와 가공성이 서로 상반된 특징을 나타내는 것이 보통이다. 이러한 두가지 특성을 만족할 수 있는 강으로서 크게 복합조직형 냉연강판과 소부경화형 냉연강판이 있다. 일반적으로 용이하게 제조할 수 있는 복합조직강은 인장강도가 40kgf/mm²급 이상으로 자동차에 사용되는 소재로는 높은 인장강도에 비해 스트레칭성(stretchability)을 나타내는 인자인 연신율은 높으나 자동차의 프레스 성형성을 나타내는 평균 r치가 낮으며 망간, 크롬등 고가의 합금원소가 과다하게 첨가되어 제조원가의 상승을 초래한다. 그러나 소부경화강은 인장강도 40kgf/mm² 이하인 강에서 프레스 성형시 연질강판에 가까운 항복강도를 가지므로 연성이 우수하며 프레스 성형후 도장 소부처리시 저절로 항복강도가 상승하는 강으로서 강도가 증가하면 성형성이 악화되는 종래의 냉연강판에 비해 매우 이상적인 강으로 주목 받고 있다.

소부경화형 냉연강판은 강중에 고용된 침입형 원소인 탄소나 질소가 변형과정에서 생성된 전위를 고착하여 발생하는 일종의 변형시효를 이용한 것으로 고용탄

소 및 질소가 증가하면 소부경화량은 증가하나 고용원소의 과다로 인해 상온시효를 수반하여 성형성의 악화를 초래하게 되므로 적절한 고용원소의 제어가 매우 중요하다.

일반적으로 소부경화성을 가지는 냉연강판의 제조방법으로는 저탄소 P첨가 알루미늄-킬드(Al-killed)강을 단순히 저온에서 권취, 즉 열연 권취 온도가 400~500℃ 온도범위의 저온권취를 이용하여 상소둔법에 의한 소부경화량이 약 4~5kgf/mm² 정도의 강이 주로 사용되었다. 이는 상소둔에 의해 성형성과 소부경화성의 양립이 보다 용이한 때문이었다. 연속소둔법에 의한 P첨가 알루미늄-킬드강의 경우 비교적 빠른 냉각속도를 이용하기 때문에 소부경화성 확보가 용이한 반면 급속가열, 단시간 소둔에 의해 성형성이 악화되는 문제점이 있어 가공성이 요구되지 않는 자동차 외판에만 제한되고 있다. 최근 제강기술의 비약적인 발달에 힘입어 강종에 적정 고용원소량의 제어가 가능하고 Ti 또는 Nb등의 강력한 탄질화를 형성원소를 첨가한 알루미늄-킬드 강판의 사용으로 성형성이 우수한 소부경화형 냉연강판이 제조되어 내덴트성이 필요한 자동차 외판재용으로 사용이 증가 추세에 있다.

일본 특허공보 (소) 61026757호의 경우 C 0.0005~0.015%, S+N 함량≤0.05%의 Ti 및 Ti, Nb복합첨가 극저탄소 냉연강판에 관하여, 또는 일본 특허공보 (소) 57089437호의 경우 C 0.010%이하의 Ti 첨가강을 사용하여 소부경화량이 약 4kgf/mm² 이상인 강의 제조방법에 대해 소개하고 있다. 이러한 방법은 Ti, Nb의 첨가량 혹은 소둔시의 냉각속도를 제어함으로써 강종 고용원소량을 적절히 하여 재질의 열화를 방지하면서 소부경화성을 부여하는 것이다. 그러나 Ti 또는 Ti, Nb 복합첨가강의 경우 적정 소부경화량의 확보를 위해서는 제강공정에서 Ti 및 질소, 황의 엄격한 제어가 필요하게 되므로 원가상승의 문제가 발생한다. 또한 상기 특허에서의 Nb첨가강의 경우 고온소둔에 의한 작업성 악화 및 특수 원소첨가에 의한 제조원가 상승이 예상된다.

한편 미국 베들레헴 스틸(Bethlehem Steel)에서 제출한 미국특허 5556485 및 5656102에서는 C 0.0005~0.1%, Mn 0~2.5%, Al 0~0.5%, N 0~0.04% 이면서 Ti함량을 0~0.5%, V함량을 0.005~0.6%의 범위로 제한한 Ti-V계 극저탄소강을 이용한 소부경화형 냉연강판을 제조하는 방법에 관하여 소개하고 있다. 일반적으로 V는 Ti나 Nb와 같은 탄질화를 형성원소보다 더욱 안정하여 소둔온도를 낮출 수 있기 때문에 열간압연중에 V에 의해 생성된 탄화물인 VC등을 Nb계보다 소둔온도를 낮게 관리하여도 재용해에 의한 소부경화성을 확보할 수 있다. 그러나 V는 VC와 같은 탄화물을 형성하기는 하지만 재용해 온도가 매우 낮아 실질적으로 성형성 향상에는 큰 도움을 주지 못하기 때문에 상기의 특허에서는 Ti를 약 0.02% 이상 첨가하여 성형성을 도모하고 있다. 따라서 상기의 특허는 다량의 Ti첨가에 의한 제조원가 상승 뿐만아니라 결정립크기가 크기 때문에 내시효성 측면에서도 다소 불리하다는 문제점이 있다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

본 발명은 상기의 문제점들을 해결하기 위해 강력한 탄질화물 형성원소인 Nb를 미량 첨가하고, 또한 소둔후 결정립 크기를 적절히 제어함으로써 시효지수가 3kgf/mm² 이하이면서 동시에 소부경화량이 3kgf/mm² 이상인 인장강도 35kgf/mm²

급 고강도 소부경화형 냉연강판의 제조방법을 제공하는 데 그 목적이 있다.

발명의 구성 및 작용

본 발명은 중량%로, C: 0.0018~0.0025중량%, Si: 0.02중량%이하, Mn: 0.2~0.7중량%이하, P: 0.05~0.08중량%이하, S: 0.008중량%이하, 가용성 Al: 0.02~0.06중량%, N: 0.0020중량%이하, Ti: 0~0.03중량%이하 및 Nb: 0.007~0.0111중량%를 포함하는 극저질소, 극저탄소 알루미늄 킬드강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900~950℃에서 마무리 열간압연하고 600~650℃에서 권취한 다음, 76~80%의 냉간압연을 냉간압연한 다음, 770~830℃에서 연속소둔하고 1.2~2.0%의 조질압하율로 조질압연하는 것을 포함하여 이루어지는, 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법에 관한 것이다.

이하 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

일반적으로 강종에 탄소를 첨가하게 되면 열연단계에서 Ti 또는 Nb등의 탄질화물 형성원소와 결합하여 TiC, Ti₄C₂S₂ 및 NbC 등의 탄화물들이 형성하게 되며, 이러한 탄질화물 형성원소들과 결합하지 못한 탄소는 강종에서 고용탄소로 존재하게 되어 소부경화성 또는 시효성에 영향을 미치게 된다. 그러나 강종에 존재하는 고용탄소들도 존재하는 위치, 즉 결정립계에 존재하느냐 또는 결정립내에 존재하느냐에 따라 소부경화성 및 시효성에 미치는 영향이 달라질 수 있다. 즉 흔히 내부마찰시험을 통해 측정할 수 있는 고용탄소는 주로 결정립내에 존재하는 고용탄소로서, 이동이 비교적 자유롭기 때문에 가동전위와 결합하여 시효특성에 영향을 미치게 된다.

이러한 시효특성을 평가하는 항목이 시효지수, 즉 AI(Aging Index)이다. 일반적으로 AI값이 3kgf/mm² 이상이 될 경우 상온 6개월 유지전에 시효가 발생하여 프레스 가공시 심각한 결함으로 나타날 수 있다. 그러나 결정립계내에 존재하는 고용탄소들은 비교적 안정한 영역인 결정립계에 존재함으로써 내부마찰과 같은 진동의 시험법에 의해서는 검출하기가 어렵다. 결정립계내에 존재하는 고용탄소들은 비교적 안정된 위치에 존재하기 때문에 시와 같은 저온의 시효에서는 그 영향을 거의 미치지 못하게 되며 소부경화성과 같은 고온의 베이킹(baking)조건에서 활성화되어 영향을 미치게 된다. 따라서 결정립내의 고용탄소는 시효성과 소부경화성에 동시에 영향을 미치지만 결정립계내에 존재하는 고용탄소들은 소부경화성에만 영향을 미치게 된다고 할 수 있다. 그러나 결정립계가 비교적 안정된 영역이기 때문에 결정립계내에 존재하는 모든 고용탄소들이 소부경화성에는 영향을 미치지 못하며 통상 결정립계내에 존재하는 고용탄소량의 50%정도가 소부경화성에 영향을 미친다고 보고하고 있다.

따라서 이러한 고용탄소의 존재상태를 적절히 제어할 경우, 즉 첨가된 고용탄소를 가능한 결정립내보다는 결정립계에 존재시킬 수 있도록 제어할 경우 내시효성과 소부경화성을 동시에 확보할 수 있을 것이다. 이를 위해 우선 강종에 첨가하는 탄소량의 적절한 관리와 더불어 결정립크기를 제어하는 것이 중요하다. 이는 첨가되는 탄소량이 매우 많거나 작을 경우 고용탄소의 존재위치를 제어하여도 적절한 소부경화성과 내시효성을 확보하기 어렵기 때문이다. 따라서 본 발명자는 강종에 존재하는 고용탄소를 가능한 많이 결정립계내로 분포시키기 위해 소둔판 결정립크기를 제어하고자 하였다. 이를 위해 결정립 크기를 ASTM No. 90이상으로 제어하는 것이 바람직 하였다. 한편 결정립계내에 많은 양의 고용탄소를 분포시킨다 할지라도 강종에 첨가되는 총(total) 탄소량을 엄격하게 제어할 필요가 있다. 이는 첨가되는 탄소함량이 과도하게 증가할 경우 결정립크기가 미세해지더라도 결정립내에 존재하는 고용탄소량이 첨가되는 총탄소량에 비례하여 증가되어 강종 고용탄소량 증가에 따라 상온 내시효성이 열화하기 때문이다.

본 발명에서는 이러한 조건들을 충족시키기 위해 첨가되는 총탄소량을 0.0018~0.0025중량%로 설정하였다. 일반적으로 Ti 단독 첨가량의 경우는 상기의 결정립 미세화 효과를 이용한 내시효성 향상을 위해서 총 탄소량은 0.0025~0.0035중량%로 첨가한다. 그러나 본 발명강과 같이 Ti량을 0.003중량%이하로 극소량 첨가하고 Nb량을 적절히 제어하는 경우에는 Ti보다 Nb가 재결정 소둔중 결정립 미세화 효과가 매우 크기 때문에 Ti 단독 첨가량과 같은 많은 탄소의 첨가가 필요없다. 또한 탄소함량은 0.0025~0.0035중량%로 제어할 경우는 현재 세계적으로 출시되고있는 제강의 탄소함량 제어 기술측면에서 0.0025중량%이상의 하한관리가 다소 어렵다는 문제가 있다. 본 발명강과 같이 탄소함량을 0.0025중량%로 관리하여 하한관리를 제거시킬 경우 제강의 탄소제어 측면에서도 부담을 줄일 수 있다. 그러나 탄소함량을 0.0018중량%이상으로 제시한 이유는 현재 제강의 고강도강 탄소함량 제강기술 측면에서 제어할 수 있는 탄소함량이 통상 0.0018중량%이상으로 본 발명강에서는 0.0025~0.0035중량%로 제시하였다. 이와 같이 탄소함량을 제어할 경우 실 생산에서 탄소함량을 제어할 수 있는 능력이 적중을 측면에서 95%이상으로 0.0025~0.0035중량% 관리시 적중률 70%보다 매우 우수한 것을 확인할 수 있었다.

그러나 이와 같이 탄소함량을 제어할지라도 Nb첨가 극저탄소강에서 열연 권취온도의 역할이 매우 중요하다. 즉 본 발명강과 같이 Nb를 이용하여 결정립 미세화 효과에 의한 BH성 향상 및 상온 내시효성 개선을 도모하더라도 권취온도가 매우 증가하게 되면 열연단계에서 결정립이 증가하기 때문에 후후 재결정 소둔시 결정립크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 9이상이 되는 결정립 조대화가 발생하여 본 발명강에서 요구하는 시효수치가 본 발명에서 요구하는 3kgf/mm²를 초과하게 된다. 한편 권취온도를 일정수준이하로 낮추게 되면 상온 내시효성은 개선되지만 결정립 미세화가 매우 크게 되어 오히려 항복강도가 증가하고 연신을 및 r치가 감소하는 성형성의 열화를 초래하게 된다. 따라서 본 발명에서는 이러한 문제를 해결하기 위해 열연 권취온도를 600~650℃로 좁게 제한하였다.

탄소(C)는 고용강화와 소부경화성을 나타내는 원소이다. 탄소함량이 0.0018중량%이하인 경우 매우 낮은 탄소함량에 의해 인장강도가 부족하며 Nb첨가에 의한 결정립 미세화 효과를 도모하더라도 강중에 존재하는 절대 탄소함량이 낮아 충분한 소부경화성이 얻어지지 않는다. 한편 0.0025중량%이상이 되면 Nb첨가량에서 결정립 미세화효과가 매우 증가하여 소부경화성이 매우 높고 또한 상온 내시효성이 확보되지 않아 프레스 성형시 스트레치 스트레인이 발생하므로 성형성과 연성이 저하된다.

실리콘(Si)은 강도를 증가시키는 원소로서 첨가량이 증가할수록 강도는 증가하나 연성의 열화가 현저하므로 그 첨가량을 0.02중량%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

망간(Mn)은 연성의 손상없이 입자를 미세화시키며 강중 황을 완전히 MnS로 석출시켜 FeS의 생성에 의한 열간취성을 방지함과 더불어 강을 강화시키는 원소이다. 본 발명강에서 Mn함량이 0.2중량%이하가 되면 적절한 인장강도를 확보할 수 없으며; 또한 0.7중량%이상 첨가될 경우는 고용강화에 의해 강도의 급격한 증가와 더불어 성형성이 열화하게 되므로 그 첨가량을 0.2~0.7중량%로 제한하는 것이 바람직하다.

인(P)은 고용강화효과가 가장 큰 치환형 합금원소로서 면내 이방성을 개선하고 강도를 향상시키는 역할을 한다. 또한 본 발명자의 연구결과 P는 열연판 결정립을 미세화시켜 후후 소둔단계에서 평균 r치의 향상에 유리한 (111)집합조직의 발달을 조장하는 역할을 하며, 특히 소부경화성의 영향측면에서 탄소와의 사이트 경쟁(site competition)효과에 의해 인의 함량이 증가할수록 소부경화성은 증가하는 경향을 나타내는 것을 확인할 수 있었다. 인의 함량이 0.05중량% 이하인 경우 상술한 효과는 얻을 수 없으며 0.08중량%이상으로 첨가할 경우 성형성의 향상에 비해 급격한 강도상승이 발생되며, 또한 P량의 과다첨가로 인해 P가 입계에 편석하여 재료를 취화시키는 등 연성의 현저한 저하가 발생하게 된다. 따라서 그 첨가량을 0.05~0.08중량%로 제한할 필요가 있다.

황(S)은 고온에서 MnS의 황화물로 석출시켜 FeS에 의한 열간취성을 방지하여야 하는 원소이다. 그러나 S의 함량이 과다한 경우 MnS로 석출하고 남은 S가 입계를 취화시켜 열간취성을 야기시킬 가능성이 있다. 또한 S의 첨가량이 MnS석출물을 완전히 석출시키는 양이라 할지라도 S함량이 많을 경우 과다한 석출물에 의한 재질열화가 발생하므로 그 첨가량을 0.008중량% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

알루미늄(Al)은 강의 탈산을 위해 첨가하나 0.02중량%이하로 첨가될 경우 강중에 산화재물이 많아져 가공성이 열화되는등 기계적 성질에 불리하다. 또한 0.06중량%이상으로 과다하게 첨가하게 되면 재질의 경화 및 제조비용의 상승을 초래하게 된다. 따라서 상술한 바와 같이 상기의 문제를 해결하기 위해서는 Si함량을 0.02~0.06%로 제한하는 것이 바람직하다. 또한 상기 알루미늄은 가용성 알루미늄을 사용하는 것이 바람직하다.

질소(N)는 소둔전 또는 소둔후에 고용상태로 존재함으로써 강의 성형성을 열화시키며 시효열화가 다른 침입형원소에 비해 매우 크므로 Ti 또는 Si에 의해 고정할 필요가 있다. 본 발명강과 같이 소량의 Ti첨가와 더불어 Nb를 적절히 첨가하는 경우는 과다한 질소의 첨가는 강중 고용질소의 발생을 초래하게 된다. 일반적으로 질소는 탄소에 비해 확산속도가 매우 빠르기 때문에 고용질소로 존재할 경우 고용탄소에 비해 상온 내시효성 열화가 매우 심각하다. 또한 이러한 고용질소의 잔존으로 인해 항복강도가 증가하고 연신을 및 r치가 열화하게 되므로 본 발명강과 같이 그 함량을 0.0020중량%이하로 제한할 필요가 있다.

Ti는 탄질화를 형성원소로서 강중에 TiN과 같은 질화물, TiS 또는 Ti₄C₂S₂와 같은 황화물 및 TiC와 같은 탄화물을 형성시킨다. 그러나 본 발명강에서 Ti는 0.003중량%이하로서 소량의 질소를 고정하는 수준으로만 첨가한다. 본 발명강에서 미량의 Ti 함량조건을 제시하는 이유는 실 생산시 제강의 조업상 재질특성을 만족시키기 위해 첨가되는 여러 성분들중에 극미량의 Ti가 함유되어 있으며, 또한 제강의 연주특성상 동시에 여러 번의 출강을 실시할 경우 앞 출강재에 존재하는 Ti가 본 발명강의 출강재에서 함유될 수 있기 때문이다. 그러나 본 발명강과 같이 내시효성 개선을 위해 Nb를 주된 원소로 제어하는 경우는 Ti첨가가 필요없고 또한 Ti첨가시 BH성의 저하가 발생하지만 실 생산조건을 고려하여 극미량 수준인 0.003중량%이하로 제한하였다.

Nb는 본 발명강에서 매우 중요한 원소로 취급된다. 일반적으로 Nb는 강력한 탄질화를 형성원소로서 강중에 존재하는 탄소를 NbC 석출물로 고정시키게 되며, 특히 생성된 NbC 석출물은 다른 강중 석출물 대비 매우 미세하여 재결정 소둔시 결정립 성장을 방해하는 강력한 배리어(장벽) 역할을 하게 된다. 즉 본 발명강에서 Nb에 의한 결정립 미세화 효과는 이러한 NbC 석출물의 효과를 이용하는 것이다. 그러나 본 발명강은 강중 고용탄소를 잔존시킴으로써 이러한 고용탄소에 의한 소부경화성을 도모하는 기술이다. 이를 위해 강중 NbC 석출물의 양을 적절히 제어하고 또한 재질의 열화를 최소화하는 범위에서 고용탄소를 잔존시키는 것이 필요하다. 따라서 본 발명에서는 NbC 석출물에 의한 결정립 미세화 효과의 도모 및 적절한 강중 고용탄소 잔존을 통한 소부경화성 확보를 위해 제시된 Nb함량은 본 발명강에서 제시한 탄소함량 0.0018~0.0025중량%를 고려하여 0.07~0.11중량%로 제한하였다.

상기의 조성으로 전로에서 용해한후 연속주조된 슬라브(Slab)를 열간압연전의 오스테나이트 조직이 충분히 균질화될 수 있는 1200℃이상에서 가열하여 Ar₃ 온도직상인 900~950℃의 온도범위에서 열간압연을 마무리 한다.

슬라브온도가 1200℃이하일 경우 강의 조직이 균일한 오스테나이트 결정립이 되지 못하며 혼립이 발생하게 되므로 재질의 열화가 초래된다.

열연마무리 온도가 900℃이하일 경우 열연코일의 상(top), 하(tail)부 및 가장자리가 단상영역으로 되어 연내 이방성의 증가 및 성형성이 열화된 다. 또한 950℃이상일 경우 현저한 조대립이 발생하여 가공후에 표면에 오렌지 필(orange peel)등의 결함이 생기기 쉽다.

상기의 열간압연 가공후 결정립 크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 9이상의 적절한 결정립 미세화 효과와 더불어 과도한 결정립 미세화에 의한 성형성 악화를 방지하기 위해 600~650℃의 권취가 필요하다. 권취온도가 650℃를 초과할 경우 소둔후 결정립의 크기가 증가하여 탄소 및 Nb함량을 본 발명강에서 제시한 성분조건을 만족한다 할지라도 충분한 결정립 미세화 효과를 얻을 수 없으며, 또한 600℃이하인 경우 결정립크기는 미세화 되지만 그 정도가 너무 심하여 내시효성은 개선되지만 과도한 항복강도의 상승 및 성형성의 열화가 초래된다.

열간압연이 완료된 강은 통상의 방법으로 산세를 행한후 76~80%의 냉간압연율로 냉간압연을 행한다. 냉간압연율이 76%이상으로 높은 이유는 본 발명강에서 추구하는 결정립 미세화 효과에 의한 내시효성 개선을 목표로 하기 때문이다. 한편 냉간압연율이 80%이상인 경우 결정립 미세화 효과는 크기만 과도한 압연율에 의해 결정립의 크기의 미세정도가 매우 크게 되어 오히려 재질의 경화를 초래하게 된다.

냉간압연이 완료된 강은 770~830℃의 온도범위에서 통상의 방법에 의해 연속소둔 작업을 행한다. Nb첨가강은 Ti첨가강 대비 재결정온도가 높기 때문에 770℃이상의 소둔온도작업이 필요하다. 즉 소둔온도가 770℃이하일 경우는 미재결정된 결정립의 존재로 인해 항복강도가 증가하고 연신을 및 r치가 열화하게 된다. 소둔온도가 830℃이상일 경우는 성형성은 개선되지만 결정립크기가 본 발명강에서 추구하는 결정립 크기인 ASTM 결정립 크기 번호 9보다 작아 내시효성이 열화하게 된다.

상기의 제조방법으로 제조된 소부경화형 냉연강판을 이용하여 적정 소부경화성과 더불어 상온 내시효성을 확보할 목적으로 통상의 조질압연을 보다 다소 높은 1.2~2.0%의 조질압연을 행한다. 조질압연율을 1.2%이상으로 다소 높게 설정한 이유는 강중 고용탄소에 의한 상온 내시효열화를 방지하기 위함이다. 그러나 조질압연율을 2.0%이상으로 과도하게 증가시킬 경우는 상온 내시효성은 향상된다 할지라도 과도한 조질압연에 의한 가공경화가 발생하여 재질이 열화되므로 상온 내시효성과 가공성을 적절히 고려하여 1.2~2.0%의 조질압연율을 행하는 것이 바람직하다.

이와 같이 제조된 냉연강판은 소부경화량(BH)이 3kgf/mm²이상이며, 시효지수가 3kgf/mm²이하인 우수한 내시효성을 가질 뿐만 아니라 인장강도가 35Kgf/mm² 또는 그 이상의 수준으로 강도가 높은 특징이 있다. 특히, 상기 소부경화량 및 시효지수의 측정값은 각각 하기 관계식 1 및 2를 만족한다.

[관계식 1]

$$\text{소부경화량(BH)} = \{50 - (885 \times \text{Ti}) - (1589 \times \text{Nb})\} / 10 \geq 3(\text{kgf/mm}^2)$$

(상기 식에서, Ti 및 Nb는 각각 Ti 및 Nb의 첨가량(중량%)을 의미)

[관계식 2]

$$\text{시효지수(AI)} = \{44 - (423 \times \text{Ti}) - (2119 \times \text{Nb})\} / 10 \leq 3(\text{kgf/mm}^2)$$

(상기 식에서, Ti 및 Nb는 상기와 동일)

상기의 관계식 1 및 2는 본 발명자가 상온 내시효성이 우수한 BH강을 개발하기 위해 필요한 여러 조업인자들의 영향을 통계학적으로 분석함으로써 도출된 식이다. 즉 본 발명자는 BH성 및 AI치와 조업인자들인 탄소를 비롯한 성분인자 및 소둔온도와 같은 제조조건들과의 상관성을 검토하기 위해 다중회기분석을 수행한 결과 BH값과 AI치에 다른 조업인자 대비 유의성이 매우 큰 조업인자가 Ti와 Nb임을 확인할 수 있었으며, 특히 Ti에 비해 Nb원소의 함량이 매우 큰 것을 알 수 있었다. 상기의 관계식은 이와같이 통계적으로 검증된 주요 조업인자들의 다중 회기분석에 의해 도출된 결과이며, 상기의 관계식을 적용하여 조업을 진행한 결과 통계학적인 결정계수(R²)값이 95%이상의 매우 우수한 근접성을 확보할 수 있었다.

이하 실시예를 통해 본 발명을 상세히 설명한다.

실시예

아래의 표 1은 탄소, Ti 및 Nb의 양을 엄격 제어한 발명강과 비교강의 화학성분을 나타낸 것으로서 1~4번강이 발명강이며 5~8번강이 비교강이다. 표 2는 상기 표 1의 강을 이용하여 열연 권취온도 610~640℃의 열간압연을 행하고 78%의 냉간압연율로 압연 및 800~820℃의 소둔온도에서 연속소둔하고 용융도금온도 450℃에서 합금화 도금후 약 1.5%의 조질압하율을 행하여 BH값 및 AI치를 측정된 결과를 나타내었다.

[표 1]

강종	화학성분(wt%)								비고
	C	Mn	P	S	Sol.Al	Ti	Nb	N	
1	0.0022	0.50	0.060	0.0065	0.043	0	0.009	0.0016	발명강
2	0.0020	0.55	0.066	0.0062	0.042	0	0.01	0.0017	발명강
3	0.0023	0.45	0.058	0.0058	0.049	0.0027	0.0086	0.0019	발명강
4	0.0024	0.61	0.071	0.0068	0.035	0.0015	0.0073	0.0015	발명강
5	0.0044	0.62	0.059	0.0071	0.044	0	0.011	0.0017	비교강
6	0.0022	0.53	0.066	0.0055	0.040	0.025	0.008	0.0015	비교강
7	0.0015	0.65	0.070	0.0072	0.035	0.011	0.011	0.0019	비교강
8	0.0021	0.63	0.066	0.0069	0.043	0	0.022	0.0017	비교강

[표 2]

강종	CT	냉간 압연율	소둔온도	BH (kgf/mm ²)	Al (kgf/mm ²)	결정립 크기 번호	비고
1	620℃	78%	805℃	3.6	2.5	9.5	발명강
1-1	750℃	78%	820℃	3.4	3.2	8.2	비교강
1-2	620℃	78%	850℃	3.2	3.2	7.9	비교강
2	610℃	78%	800℃	3.4	2.1	10.5	발명강
3	640℃	78%	820℃	3.2	2.4	11.0	발명강
4	620℃	78%	820℃	3.6	2.8	11.1	발명강
5	620℃	78%	830℃	6.2	4.7	11.5	비교강
6	620℃	78%	820℃	1.2	0.7	9.7	비교강
7	620℃	78%	810℃	0	0	9.2	비교강
8	620℃	78%	820℃	1.4	0	11.7	비교강

C 0.0020-0.0024중량%, Mn 0.45-0.61중량%, P 0.058-0.071중량%, S 0.0058-0.0068중량%, 가용성(Soluble) Al 0.035-0.049중량%, N 0.0015-0.00192중량%, Ti 0-0.0027중량% 및 Nb 0.0073-0.01중량%의 범위를 만족하도록 Ti, Nb 및 탄소를 엄격 제어한 발명강 1-4번강을 권취온도 610-640℃, 소둔온도 800-820℃에서 작업하여 생산할 경우 결정립 크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 9.5-11.1로서 본 발명강에서 제시한 9이상인 조건을 모두 만족하였기 때문에 소부경화량이 3.2-3.6kgf/mm², 시효지수 2.1-2.8kgf/mm²을 나타내어 본 발명에 의해 상온 내시효성이 매우 우수한 소부경화형 냉연강판을 제조할 수 있음을 알 수 있다.

한편 1번 발명강에서 1-1 및 1-2번 강은 성분의 측면에서는 본 발명강에서 제시한 모든 조건을 만족하고 있었으나 1-1번 강은 열연 권취온도가 본 발명강에서 제시한 650℃이하보다 높았으며, 1-2번 강에서는 소둔온도가 본 발명강에서 제시한 770-830℃조건보다 높아 재결정립 크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 각각 8.2 및 7.9로서 조대하였다. 따라서 이러한 결정립 조대화로 인해 동일한 총 고용탄소량이라 할지라도 강종 고용탄소량이 증가하여 소부경화량은 우수하였으나 시효지수는 1-1번강 및 1-2번강 모두 3.2kgf/mm²으로서 본 발명강에서 제시한 3kgf/mm² 이하보다 높았다.

5번강은 탄소함량이 본 발명강에서 제시한 0.0018-0.0025중량%보다 높은 0.0044중량%가 첨가되었다. 열연 권취온도 및 소둔온도가 본 발명강에서 제시한 조건을 만족하고 또한 재결정립 크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 11.5로서 매우 미세하여 본 발명에서 제시한 결정립 크기조건을 만족하더라도 첨가된 탄소함량이 매우 높아 첨가된 총 C함량이 본 발명강에서 제시한 함량보다 높았다.

6번강은 다른 성분조건 및 제조조건은 본 발명강의 조건을 만족하지만 Ti함량이 본 발명강에서 제시한 조건보다 높은 0.025중량%로 첨가된 강이다. 따라서 높은 Ti함량의 첨가에 의해 강종 첨가된 모든 탄소가 TiC로 석출되어 소부경화성이 거의 나타나지 않았다.

7번강은 탄소함량이 0.0015중량%로서 낮아 본 발명강에서 제시한 수준인 0.0018-0.0025중량%보다 낮았으며 또한 Ti함량도 0.011중량%로 매우 높아 결정립크기는 본 발명의 조건을 만족하지만 절대 탄소함량 저하 및 높은 Ti첨가에 의한 TiC 석출물 증가로 소부경화성 및 시효성은 얻어지지 않았다.

8번강은 다른 모든 조건들은 본 발명강의 조건을 만족하고 있지만 Nb함량이 0.022중량%로서 본 발명강에서 제시하는 0.007-0.011중량%의 범위를 벗어났다. 따라서 이러한 과도한 Nb첨가에 의해 NbC 석출물이 과도하게 증가되어 결정립 크기도 ASTM 결정립 크기 번호로 11.7의 매우 미세한 결정립이 존재하였으며 과도한 NbC 석출에 의한 강종 고용탄소 부족으로 BH값이 본 발명에서 목표로 하는 3kgf/mm² 이상을 만족시키지 못했다.

발명의 효과

본 발명에 따라 강력한 탄질화를 형성원소인 Nb를 미량 첨가하고 소둔후 결정립 크기를 적절히 제어함으로써 상온 6개월 유지에서도 시효에 의한 결함이 발생되지 않는 조건인 시효지수가 3kgf/mm² 이하이면서 동시에 소부경화량이 3kgf/mm² 이상이며 인장강도가 35kgf/mm² 급 정도인 고강도 소부경화형 냉연강판을 제조할 수 있다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

중량%로, C: 0.0018-0.0025중량%, Si: 0.02중량%이하, Mn: 0.2-0.7중량%이하, P: 0.05-0.08중량%이하, S: 0.008중량%이하, Al: 0.02-0.06중량%, N: 0.0020중량%이하, Ti: 0-0.003중량%이하 및 Nb: 0.007-0.0111중량%를 포함하는 극저질소, 극저탄소 알루미늄 킬드강을 1200℃ 이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃에서 마무리 열간압연하고 600-650℃에서 권취한 다음, 76-80%의 냉간압연율로 냉간압연한 다음, 770-830℃에서 연속소둔하고 1.2-2.0%의 조질압하율로 조질압연하는 것을 포함하여 이루어지는, 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법.

청구항 2.

제 1항에 있어서, 상기 냉연강판은 소둔후 결정립 크기가 ASTM 결정립 크기 번호로 9이상임을 특징으로 하는, 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법.

청구항 3.

제 1항에 있어서, 상기 냉연강판은 소부경화량(BH) 3kgf/mm²이상 그리고 시효지수(Al) 3kgf/mm²이하를 가지며, 여기서 상기 소부경화량 및 시효지수는 각각 하기 식 1 및 2를 만족하는 것을 특징으로 하는 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법.

[관계식 1]

$$\text{소부경화량(BH)} = \{50 - (885 \times \text{Ti}) - (1589 \times \text{Nb})\} / 10 \geq 3 (\text{kgf/mm}^2)$$

(상기 식에서, Ti 및 Nb는 각각 Ti 및 Nb의 첨가량(중량%)을 의미)

[관계식 2]

$$\text{시효지수(AI)} = \{44 - (423 \times \text{Ti}) - (2119 \times \text{Nb})\} / 10 \leq 3 (\text{kgf/mm}^2)$$

(상기 식에서, Ti 및 Nb는 상기와 동일)

청구항 4.

제 1항에 있어서, 상기 냉연강판은 인장강도가 최소 35kgf/mm²임을 특징으로 하는 내시효성이 우수한 용융도금용 소부경화형 냉연강판 제조방법